

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号  
特開2000-54047  
(P2000-54047A)

(43) 公開日 平成12年2月22日 (2000.2.22)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テマコード <sup>*</sup> (参考)
C 2 2 C 21/02		C 2 2 C 21/02	
B 2 2 D 17/22		B 2 2 D 17/22	D
17/32		17/32	B
18/02		18/02	E
C 2 2 C 1/02	5 0 1	C 2 2 C 1/02	5 0 1 B
審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 8 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平10-215396  
(22) 出願日 平成10年7月30日 (1998.7.30)

(71) 出願人 000004743  
日本軽金属株式会社  
東京都品川区東品川二丁目2番20号  
(72) 発明者 甲藤 晴康  
静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号  
日本軽金属株式会社グループ技術センター  
内  
(72) 発明者 山脇 慧  
静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号  
日本軽金属株式会社グループ技術センター  
内  
(74) 代理人 100092392  
弁理士 小倉 亘  
最終頁に続く

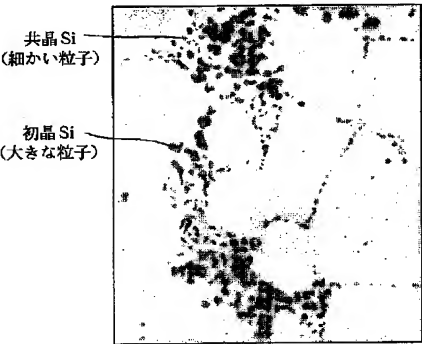
(54) 【発明の名称】 初晶Siが晶出した亜共晶Al-Si合金部材及びその製造法

(57) 【要約】

【目的】 亜共晶組成において初晶Siを晶出させ、耐摩耗性及び靱性を兼ね備えたAl-Si合金材料を提供する。

【構成】 の亜共晶Al-Si合金部材は、Si:6.5~11.0%、P:0.001~0.01%を含み、鑄造材を固液共存域に再加熱して鑄造することにより得られる二次鑄造組織に平均粒径6~9μmの初晶Siが面積率1~3%で分散している。一次鑄造材を容器内で560~580℃の温度に再加熱して半溶融状態とした後、ダイカスト又は溶湯鍛造の金型に圧入して二次鑄造材に成形することにより製造される。

二次鑄造材の鑄造組織



× 400

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 Si:6.5~11.0重量%, P:0.001~0.01重量%、残部が実質的にAlの組成をもち、一次鋳造材を固液共存域に再加熱して二次鋳造することにより得られる鋳造組織に平均粒径6~9 $\mu$ mの初晶Siが面積率1~3%で分散していることを特徴とする耐衝撃性及び耐摩耗性に優れた亜共晶Al-Si合金部材。

【請求項2】 更にSr:0.003~0.04重量%, Sb:0.05~0.25重量%, Na:0.001~0.01重量%, Ca:0.001~0.02重量%の1種又は2種以上を含む請求項1記載の亜共晶Al-Si合金部材。

【請求項3】 更にTi:0.01~0.2重量%, B:0.0001~0.04重量%の1種又は2種以上を含む請求項1又は2記載の亜共晶Al-Si合金部材。

【請求項4】 請求項1~3の何れかに記載の亜共晶Al-Si合金に更にCu:0.2~2重量%, Mg:0.2~0.7重量%, Mn:0.1~0.6重量%の1種又は2種以上を含む請求項1~3の何れかに記載の亜共晶Al-Si合金部材。

【請求項5】 請求項1~4の何れかに記載の組成をもつ亜共晶Al-Si合金を鋳造した一次鋳造材を容器内で560~580℃の温度に再加熱して半溶融状態とした後、ダイカスト又は溶湯鍛造の金型に圧入して二次鋳造材に成形することと特徴とする亜共晶Al-Si合金部材の製造方法。

【請求項6】 半溶融状態の亜共晶Al-Si合金をダイカスト鋳造又は溶湯鍛造する際、半溶融状態にある溶湯の冷却速度を2℃/秒以上、加圧力を500kg/cm<sup>2</sup>以上に設定する請求項5記載の亜共晶Al-Si合金部材の製造方法。

【請求項7】 請求項5又は6記載の方法で得られた二次鋳造材を温間鍛造又は熱間鍛造する亜共晶Al-Si合金部材の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、初晶Siの晶出によって耐摩耗性を改善させ、耐衝撃性(靱性)も良好な亜共晶Al-Si合金部材及びその製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】A390, ADC14等の過共晶Al-Si系合金は、マトリックスに初晶Siが晶出分散していることで優れた耐摩耗性を示す。初晶Siは、耐摩耗性の改善に有効であるものの、通常の製造法によるとき粗大化し易い。初晶Siの粗大化傾向は、Si含有量が多くなるほど顕著になる。Si自体は脆い材料であり、マトリックスに粗大化した初晶Siが分散していると、外力が加わったとき初晶Siを起点として亀裂、破損等が

発生し易くなる。その結果、耐衝撃性(靱性)が低下する。これに対し、亜共晶組成では、溶湯から $\alpha$ -Alが初晶として晶出し、Siは共晶Siとして晶出する。共晶Siは、微細な晶出物となって結晶粒界やデンドライトセルの境界に均一分散する。そのため、AC4A, AC4C等の亜共晶Al-Si系合金では、優れた耐衝撃性(靱性)が示される。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかし、亜共晶組成では、耐摩耗性の改善に有効な初晶Siの晶出が本質的に期待できないため、過共晶Al-Si系合金に比較して耐摩耗性に劣った材料となる。この亜共晶組成のAl-Si系合金において、適正粒径の初晶Siを晶出させることが可能になると、亜共晶系特有の優れた耐衝撃性(靱性)に加えて耐摩耗性が付与された材料が得られる。

## 【0004】

【課題を解決するための手段】本発明は、このような要求に応えるべく案出されたものであり、一次鋳造材に共晶Siが晶出している部分が局部的にSiリッチになっていることを利用し、Siリッチ部分を選択的に溶解して初晶Siが晶出した二次鋳造組織とすることにより、耐摩耗性、耐衝撃性の双方に優れた亜共晶Al-Si合金部材を得ることを目的とする。本発明の亜共晶Al-Si合金部材は、その目的を達成するため、Si:6.5~11.0重量%, P:0.001~0.01重量%、残部が実質的にAlの組成をもつ亜共晶Al-Si合金であって、鋳造材を固液共存域に再加熱して鋳造することにより得られる二次鋳造組織に平均粒径6~9 $\mu$ mの初晶Siが面積率1~3%で分散していることを特徴とする。

【0005】本発明で使用する亜共晶Al-Si合金は、更にSr:0.003~0.04重量%, Sb:0.05~0.25重量%, Na:0.001~0.01重量%, Ca:0.001~0.02重量%の1種又は2種以上、Ti:0.01~0.2重量%, B:0.0001~0.04重量%の1種又は2種以上、及び/又はCu:0.2~2重量%, Mg:0.2~0.7重量%, Mn:0.1~0.6重量%の1種又は2種以上を含むことができる。この亜共晶Al-Si合金部材は、上記組成をもつ亜共晶Al-Si合金を鋳造した一次鋳造材を容器内で560~580℃の温度に再加熱して半溶融状態とした後、ダイカスト又は溶湯鍛造の金型に圧入して二次鋳造材に成形することにより製造される。半溶融状態の亜共晶Al-Si合金をダイカスト又は溶湯鍛造する際、冷却速度を2℃/秒以上、加圧力を500kg/cm<sup>2</sup>以上に設定することが好ましい。二次鋳造材は、温間鍛造又は熱間鍛造によって鍛造部品となる。

## 【0006】

【作用】本発明の亜共晶A1-Si合金部材は、一次鋳造、再溶解、二次鋳造の工程を経て製造され、必要に応じて温間鍛造又は熱間鍛造される。一次鋳造で得られる鋳造組織に晶出する共晶Siは、Si、P等の含有量を規制することにより、容易に再溶解する平均粒径に調整される。一次鋳造で得られた鋳造組織は、図1に示すように $\alpha$ -Al1晶のデンドライトの間に共晶Siが晶出している。共晶Siの晶出部は、局部的にSiリッチになっている。一次鋳造材を560〜580℃の温度範囲に加熱すると、融点の低い共晶Si晶出部が選択的に溶解し、 $\alpha$ -Al1晶が未溶解で残存する半溶融状態になる。半溶融状態のA1-Si合金を二次鋳造すると、Si含有量が局部的に高くなっている融液部から初晶Siが晶出する。その結果、図2に示すようにこのようにして、亜共晶組成であるにも拘わらず初晶Siが晶出し、亜共晶組成の優れた耐衝撃性に加えて耐摩耗性が改善された亜共晶A1-Si合金部材が得られる。

【0007】以下、本発明の二次鋳造部品又は鍛造部品に使用される亜共晶A1-Si合金の成分、含有量、製造条件等を説明する。

Si: 6.5〜11.0重量%  
A1-Si系でSi含有量6.5〜11.0重量%の範囲は、亜共晶組成に属する。そのため、通常の鋳造法によると、Siは、初晶Siとして晶出することなく、細かな共晶Siとなって晶出し結晶粒界やデンドライトセルの境界に分散する。得られた鋳造材は、耐衝撃性が良好であるものの、耐摩耗性に劣る。しかし、本発明に従って一次鋳造材を再溶解して二次鋳造する場合、共晶点以下のSi含有量であっても、Si含有量を6.5〜11.1重量%の範囲に維持すると、共晶Siよりも大きな初晶Siが溶融部分から晶出し、耐摩耗性が向上する。6.5〜11.1重量%のSi含有量は、鋳造時の湯流れを良好にする上でも有効である。しかし、6.5重量%に満たないSi含有量では、晶出する初晶Siが少なすぎ、耐摩耗性の向上に寄与しない。逆に11.1重量%を超えるSi含有量では、一次鋳造材中に粗大な初晶Siが晶出して耐摩耗性は向上するものの、初晶Siが衝撃クラックの起点となり耐衝撃性が劣化する。

【0008】P: 0.001〜0.01重量%  
一次鋳造材を所定温度まで加熱して半溶融状態にしたとき、共晶Siが融液部分に移行する。融液部分に含まれているPは、半溶融状態の亜共晶A1-Si合金を二次鋳造して冷却する際、初晶Siを溶融部分に晶出させる結晶核として働く。P含有量を0.001〜0.01重量%の範囲に維持すると、初晶Siの析出に有効な適正量の結晶核が生成する。P含有量が0.001重量%を下回ると、結晶核の個数が少なすぎ、初晶Siの晶出が不十分になる。逆に0.01重量%を超えるP含有量では、湯流れが悪化する。

平均粒径6〜9 $\mu$ mの初晶Siが面積率1〜3%で分散

した二次鋳造組織

Si、P含有量を規制した亜共晶A1-Si合金の一次鋳造材を半溶融状態に加熱して二次鋳造するとき初晶Siが晶出するが、この初晶Siの粒径及び面積率が耐摩耗性や耐衝撃性に影響を及ぼす。良好な耐摩耗性を得る上で、初晶Siの平均粒径を6〜9 $\mu$ mの範囲に、面積率を1〜3%の範囲に制御することが必要である。平均粒径が6 $\mu$ m未満の初晶Siでは耐摩耗性が不十分であり、逆に9 $\mu$ mを超える平均粒径では耐衝撃性が劣化する傾向がみられる。同様に、初晶Siの面積率が1%に満たないと耐摩耗性が不十分になり、3%を超えると耐衝撃性が劣化する。

【0009】Sr: 0.003〜0.04重量%、Sb: 0.05〜0.25重量%、Na: 0.001〜0.01重量%、Ca: 0.001〜0.02重量%:  
これらの合金成分は、本発明に従ってSi、P含有量を規制した亜共晶A1-Si合金を溶解して金型鋳造、DC鋳造等で一次鋳造材にする際、共晶Siを微細化する作用を呈する。微細化された共晶Siは、後工程の再溶解時に溶解し易い。更に、後続するダイカスト鋳造、溶湯鍛造等の二次鋳造段階でも、目標とする初晶Si以外の共晶Siを微細化し、耐衝撃性を向上させる作用を呈する。何れの合金成分も、規定した範囲に満たない場合には添加効果が少なくなる。他方、規定範囲を超える添加量では、湯流れを悪化させ、添加成分に由来する酸化物等の非金属介在物を増加させる。増加した非金属介在物は、結果的に製品に巻き込まれ、耐衝撃性を劣化させる原因になる。

【0010】Ti: 0.01〜0.2重量%、B: 0.0001〜0.04重量%  
Si、P含有量が規制された亜共晶A1-Si合金を鋳造して一次鋳造材とするとき、初晶として晶出する $\alpha$ -Al1晶を微細化させる作用を呈する。初晶の $\alpha$ -Al1晶は、後工程のダイカスト鋳造や溶湯鍛造時に溶融しないため、小粒径ほど湯の流動性を改善し、成形性及び押し湯性を向上させる。このような効果は、Ti: 0.01〜0.2重量%及び/又はB: 0.0001〜0.04重量%の範囲で顕著になる。0.01重量%未満のTiや0.001重量%未満のBでは、 $\alpha$ -Al1晶が大きく成長するため、成形性及び押し湯性を改善する効果が小さくなる。逆に0.2重量%を超えるTi含有量や0.04重量%を超えるB含有量では、大きな金属間化合物が生成し、耐衝撃性を劣化させる。 $\alpha$ -Al1晶はデンドライト状に成長するが、適正量のTi、B添加や鋳造条件の制御等によって大きく成長することが抑えられる。良好な成形性、押し湯性等を確保する上でデンドライトームスパーシングは小さいほど好ましく、好適には平均粒径として50 $\mu$ m以下に規制される。

【0011】Cu: 0.2〜2重量%  
必要に応じて添加される合金成分であり、マトリックス

の強度及び耐摩耗性を向上させる作用を呈する。しかし、2重量%を超える多量のCuを添加すると、融点が高く偏析しやすいAl-Cu系の溶湯が生じ、Al-Cu-Mg系、Cu-Mg系等の金属間化合物を偏析層として晶出させる。偏析層は、耐衝撃性を著しく低下させる原因になる。逆に0.2重量%に満たないCu含有量では、Cu添加による強度及び耐摩耗性の向上が顕著でない。また、適量のCu添加は、T6処理によってAlCu<sub>2</sub>等を析出させ、T6処理材の強度を向上させる。  
Mg: 0.2~0.7重量%

必要に応じて添加される合金成分であり、T6処理によってMg<sub>2</sub>Siとして析出し、T6処理材の強度を向上させる。Mg含有量が0.2重量%未満では、T6処理で析出するMg<sub>2</sub>Siの量が少なく、強度向上に及ぼす影響が小さくなる。逆に0.7重量%を超えるMg含有量では、Mg系の酸化物巻込みが増加し、耐衝撃性が劣化する。

【0012】Mn: 0.1~0.6重量%  
必要に応じて添加される合金成分であり、Al-Mn-Si系の金属間化合物として晶出し、耐摩耗性を向上させる。このような効果は、0.1重量%以上のMn含有量で顕著になる。しかし、0.6重量%を超えるMn含有量では、巨大な晶出物が生成し、耐衝撃性が劣化する。以上に掲げた合金成分の他に、本発明が対象とする亜共晶Al-Si合金は、ダイカスト casting 時に金型への焼付きを防止する作用を呈するFeを含んではいても良い。しかし、Fe含有量が多いと、Al-Si-Fe系の晶出物が生成し、半溶融状態での流動性を低下させ、成形性や湯流れ性に悪影響を及ぼす。この点から、Feを合金成分として添加する場合、その含有量を0.1~0.5重量%の範囲に規制する。Ni, Zn, Cr等、その他の元素は耐衝撃性、耐食性に悪影響を及ぼすので少ないほど好ましく、具体的にはそれぞれ0.3重量%以下に規制される。

#### 【0013】一次鋳造

以上のように合金設計された亜共晶Al-Si合金は、溶解後に脱ガス、微細化、脱滓等の溶湯処理が常法に従って施される。次いで、金型鋳造（インゴット鋳造）、DC鋳造等によって一次鋳造材を製造する。一次鋳造材は、共晶Siが細かく、またα-Al晶のデンドライトアームスペーシングも細かい方が好ましい。α-Al晶のデンドライトアームスペーシングを細かくする鋳造法としては、Ti-B系の結晶微細化剤を添加する方法、凝固界面を電磁攪拌又は機械攪拌してα-Al晶のデンドライトアームスペーシングを分断して微細化する方法等が採用される。α-Al晶のデンドライトは、二次鋳造に先立つ再加熱で一次鋳造材を半溶融状態にすると、溶解することなく溶湯中に残存する。そのため、α-Al晶のデンドライトアームスペーシングが細かいほど、半溶融状態での流動性が良い。その結果、押し湯効

果が効き、二次鋳造材に成形する際にポロシティ、引け巣等の鋳造欠陥が発生しにくく、健全な鋳造組織をもつ二次鋳造材が得られる。また、一次鋳造材に晶出している共晶Siが細かいほど、再加熱により一次鋳造材が容易に半溶融状態となる。

【0014】一次鋳造材は、560~580℃の加熱により半溶融状態になる。560~580℃の加熱温度範囲は、α-Al1品を溶解させずに、α-Al1品の粒界やデンドライトセルの境界に晶出している共晶Si等の共晶相を選択的に溶解させる上で有効な温度範囲である。Al-Si系の状態図では共晶Siの融点はほぼ575℃であるが、実際のAl-Si系合金においてはMg<sub>2</sub>Si, Al<sub>2</sub>Cu等に由来するAl-Si-金属間化合物系の三元系以上の共晶等が存在する。そこで、共晶Siの溶解状態を調査・研究したところ、560℃で共晶Siの溶解が始まることが判った。しかし、580℃を超えると、周辺のα-Al1晶の溶解が始まり、融液部分のSi含有量が下がり、冷却時に晶出する初晶Siが少量となり、微細な共晶Siが多くなる。具体的には、Pを0.001重量%及び0.004重量%添加したAl-Si系においてSi含有量と初晶Si晶出温度との関係を調査した図3にみられるように、P: 0.001重量%のときSi含有量がほぼ13重量%付近までは共晶温度が574℃となっており、少量の初晶Siと多量の共晶Siが晶出する。他方、0.004重量%のPを添加した系では、初晶Siが多量に晶出する。このことから、580℃で初晶Siが晶出する場合、融液部分のSi含有量がほぼ13重量%になっていることが判る。

【0015】図3のSi含有量と初晶Si晶出温度との関係を、本発明に従った亜共晶Al-Si系合金についての実験結果に当てはめると、亜共晶組成であるにも拘わらず初晶Siが晶出する理由は次のように推察される。すなわち、共晶Siが晶出している鋳造組織（図1）をもつ一次鋳造材を560~580℃の温度範囲で溶解すると、α-Al1品が溶解しない半溶融状態になるため、融液部分のSi含有量が高くなっている。しかも、初晶Si晶出の核になるPが融液部分に含まれているので、半溶融状態からの冷却過程で融液部分から初晶Siが晶出する。融液部分のSi含有量は、図3に示したSi含有量と初晶Si晶出温度との関係から13重量%程度まで上昇しているものと考えられる。しかし、一次鋳造材の加熱温度が580℃を超えると、α-Al1品の溶解が開始され、結果として融液部分のSi含有量が低下するため、初晶Siの晶出量が減り、微細な共晶Siが多くなる。このようなことから、耐摩耗性の改善に有効な初晶Siを晶出させるためには、一次鋳造材を560~580℃の温度範囲に加熱し、半溶融状態にすることが必要である。

#### 【0016】二次鋳造

半溶融状態の一次鋳造材は、製品形状に対応するキャビ

ティをもった金型を用いてダイカスト鋳造又は溶湯鋳造され、二次鋳造材に成形される。このとき、半溶融状態の一次鋳造材に $500\text{ kg/cm}^2$ 以上の圧力を加えて金型に圧入し、 $2^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上で冷却することが好ましい。加圧により、ポロシティ、引け巣等の鋳造欠陥が二次鋳造材に発生することが防止される。また、鋳造されるA1-Si合金が完全に溶解していない湯流れの悪い半溶融状態であることから、金型キャビティの隅々まで溶湯を充填する上でも加圧が有効である。二次鋳造時の溶湯冷却速度は、二次鋳造材の組織に影響を及ぼす。冷却速度を $2^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上と速くすることにより、結晶粒が微細化され、耐衝撃性の改善に有効な緻密な二次鋳造組織となる。しかも、金型内面に溶湯が接触したとき、加圧によって凝固収縮が阻止されるため、金型を介した放熱作用が十分に働き、内部まで緻密な二次鋳造組織となり、優れた耐衝撃性を示す二次鋳造部材が得られる。また、二次鋳造部材を鍛造すると、更に耐衝撃性が向上した鍛造部材が得られる。

【0017】二次鋳造されたA1-Si合金は、鋳造材(F材)のまま機械加工が施され、鋳造部材として使用できる。また、必要に応じT6処理( $490\sim 540^\circ\text{C}$ \*)

表1：実施例で使用した各種亜共晶A1-Si合金一次鋳造材の組成

試料 番号	合 金 成 分 及 び 含 有 量 (重量%)										
	Si	P	Sr	Na	Ca	Ti	B	Cu	Mg	Mn	Fe
1-F	7.2	0.0012	0.0062	-	0.0011	0.10	0.02	-	0.31	-	0.15
2-F	10.5	0.0021	0.0120	-	0.0015	0.011	0.02	1.6	0.62	-	0.16
3-F	9.1	0.0016	0.0073	-	0.0024	0.09	0.01	-	0.48	0.36	0.16
4-F	8.0	0.0015	-	0.0046	0.0018	0.07	0.008	0.6	0.55	-	0.20

【0020】各組成ごとに2個の一次鋳造材を $570^\circ\text{C}$ に加熱して3分間保持することにより半溶融状態にした。半溶融状態にあるA1-Si合金の径45mmの面に $800\text{ kg/cm}^2$ の圧力を加え、径85mm、高さ7mmのキャビティをもつ金型に圧入した。金型に圧入されたA1-Si合金は、約 $150^\circ\text{C}/\text{秒}$ の冷却速度で冷却され、二次鋳造材に成形された。一つの二次鋳造材から試験片を切り出し、ミクロ組織を観察した。観察結果※40

\* $\times 1\sim 6$ 時間→水冷→ $150\sim 180^\circ\text{C}\times 4\sim 8$ 時間→空冷)で $\text{Mg}_2\text{Si}$ 、 $\text{AlCu}_2$ 等を析出させて強度を上昇させた後で、機械加工しても良い。或いは、二次鋳造によって得られたF材を温間鍛造又は熱間鍛造した後で機械加工を施した鍛造部材としても使用できる。この場合にも、機械加工に先立ってF材と同じT6処理を施しても良い。鍛造により、A1-Si合金の靱性(耐衝撃性)が更に向上する。なお、本発明に従ったA1-Si合金では、割れの起点となりやすい初晶Siを晶出させているので、鍛造は冷間ではなく温間又は熱間で実施される。

## 【0018】

【実施例】各種亜共晶A1-Si合金を溶製し、常法に従った溶湯処理を施した後、径45mm、高さ25mmの金型に鋳込み、一次鋳造材を作製した。得られた一次鋳造材の組成を調査した結果を表1に示す。なお、組成が同じA1-Si合金についてそれぞれ3個の試料を作製し、そのうち一次鋳造材のみの試料を比較例として扱った。

## 【0019】

※果を、一次鋳造されたままの組織と比較して表2に示す。また、表1の試料番号1-Fについて、一次鋳造材及び二次鋳造材のミクロ組織をそれぞれ図1及び図2に示す。一次鋳造材(図1)では細かな共晶Siが結晶粒界やデンドライトセルの境界に分散晶出しているのに対し、二次鋳造材(図2)では共晶Siの中に初晶Siが晶出している。

## 【0021】

表2: 初晶Siの晶出に及ぼす二次鋳造の影響

試料番号	初晶Siの平均粒径 $\mu\text{m}$	面積率 %	デンドライトアーム スパーシング, $\mu\text{m}$	区分
1-F	0	0	30	比較例
1-2	6.8	1.8	34	本発明例
2-F	0	0	27	比較例
2-2	8.2	2.8	32	本発明例
3-F	0	0	27	比較例
3-2	7.9	2.5	33	本発明例
4-F	0	0	30	比較例
4-2	7.2	2.2	35	本発明例
比較例は、一次鋳造のみの材料を用いた。				

【0022】残りの二次鋳造材にT6処理(500℃×3時間→水冷→160℃×5時間→空冷)を施し、2個の試験片を切り出し、それぞれを摩耗試験及びシャルピー衝撃試験に供した。摩耗試験では、面圧:6MPa、滑り速度1m/秒、相手材:鋳鉄、摺動面粗さ:Ra=1.6 $\mu\text{m}$ 、摺動距離:4km、潤滑剤有り、試験温度:80℃の条件を採用し、試験片の摩耗深さを測定した。シャルピー衝撃試験は、JISに準拠した。なお、一次鋳造材にT6処理を施したものを比較材として使用した。表3の調査結果にみられるように、本発明に従って二次鋳造及びT6処理が施された材料は、何れも耐摩耗性、韌性共に優れた値を示した。他方、一次鋳造材にT6処理を施した比較材は、亜共晶Al-Si合金特有の優れた衝撃値をもっていたが、摩耗深さが最低でも22 $\mu\text{m}$ 以上と大きく、耐摩耗性に劣っていることが判る。

【0023】

表3: 韌性、耐摩耗性に及ぼす製造履歴の影響

試料番号	シャルピー衝撃値 $\text{J}/\text{cm}^2$	摩耗深さ $\mu\text{m}$	区分
1-F-T	12.2	>50	比較例
1-2-T	8.8	20	本発明例
2-F-T	3.0	22	比較例
2-2-T	2.6	8	本発明例
3-F-T	6.1	31	比較例
3-2-T	5.0	10	本発明例
4-F-T	11.1	>50	比較例
4-2-T	8.0	16	本発明例

【0024】以上の結果をまとめると、本発明が対象とする亜共晶Al-Si合金では、一次鋳造材では初晶Siの晶出がみられないが、一次鋳造材を半熔融状態にした後で二次鋳造すると平均粒径7.2~8.2 $\mu\text{m}$ の初晶Siが面積率1.8~2.8%で晶出した鋳造組織となっていた。この二次鋳造材にT6処理を施した本発明試料と一次鋳造材にT6処理を施した比較例試料とを比較すると、シャルピー衝撃値に関しては比較例試料よりも本発明試料が若干劣るが、耐摩耗性に関しては本発明試料が格段に優れている。すなわち、得られたAl-Si合金材は、亜共晶組成特有の優れた韌性を維持すると共に、初晶Siの晶出によって耐摩耗性が改善された材料となる。

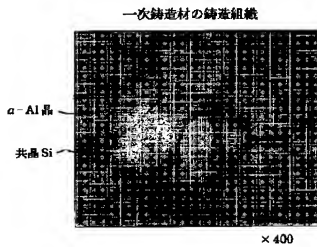
【0025】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明の亜共晶

## 1 1

Al-Si合金は、一次鋳造材に晶出している部分のSi含有量が局部的に高くなっていることを利用し、再加熱によって共晶Si晶出部を選択的に溶解させた半溶融状態にした後で二次鋳造することにより、亜共晶組成において初晶Siが晶出した鋳造組織としている。このようにして得られた亜共晶Al-Si合金材は、晶出した初晶Siによって耐摩耗性が改善されると共に、亜共晶組成特有の優れた耐衝撃性、靱性を兼ね備えているため、自動車用シフトフォークを始めとして各種機能部材

【図1】



## 1 2

として広範な分野で使用される。

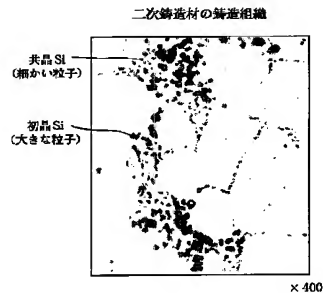
【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明で規定した組成をもつ亜共晶Al-Si合金一次鋳造材の鋳造組織を示す顕微鏡写真

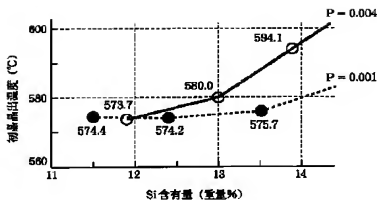
【図2】 本発明で規定した組成をもつ亜共晶Al-Si合金二次鋳造材の鋳造組織を示す顕微鏡写真

【図3】 Al-Si合金のSi含有量と初晶Si晶出温度との関係を示すグラフ

【図2】



【図3】



## 【手続補正書】

【提出日】平成10年7月30日（1998. 7. 30）

## 【手続補正1】

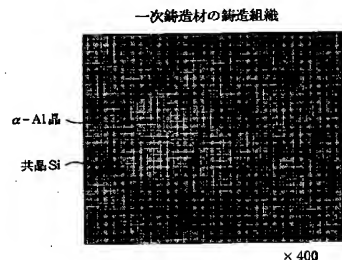
【補正対象書類名】図面

【補正対象項目名】図1

【補正方法】変更

【補正内容】

【図1】



【手続補正2】

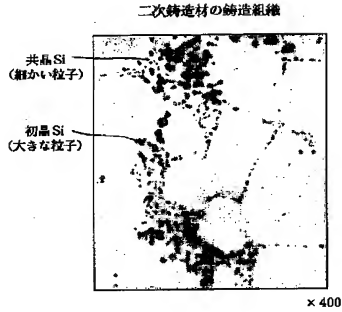
【補正対象書類名】図面

【補正対象項目名】図2

【補正方法】変更

【補正内容】

【図2】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テーマコード' (参考)
C 2 2 C 1/02	5 0 3	C 2 2 C 1/02	5 0 3 J
(72)発明者	倉増 幸雄		
	静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目34番 1 号		
	日本軽金属株式会社グループ技術センター		
	内		



**PAT-NO:** JP02000054047A  
**DOCUMENT-IDENTIFIER:** JP 2000054047 A  
**TITLE:** HYPO-EUTECTIC ALUMINUM-SILICON ALLOY IN WHICH PRIMARY CRYSTAL Si IS CRYSTALLIZED OUT AND PRODUCTION THEREOF  
**PUBN-DATE:** February 22, 2000

**INVENTOR-INFORMATION:**

NAME	COUNTRY
KATTO, HARUYASU	N/A
YAMAWAKI, SATOSHI	N/A
KURAMASU, YUKIO	N/A

**ASSIGNEE-INFORMATION:**

NAME	COUNTRY
NIPPON LIGHT METAL CO LTD	N/A

**APPL-NO:** JP10215396  
**APPL-DATE:** July 30, 1998

**INT-CL (IPC):** C22C021/02 , B22D017/22 , B22D017/32 , B22D018/02 , C22C001/02

**ABSTRACT:**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide an Al-Si alloy

**material in which primary crystal Si is crystallized out in a hypo-eutectic compsn. and combining wear resistance and toughness.**

**SOLUTION: This hypo-eutectic Al-Si alloy member is the one contg. 6.5 to 11.0% Si and 0.001 to 0.01% P, and in which, in the secondary cast structure obtd. by reheating a casting material to a solid-liq. coexistent region and executing casting, primary crystal Si having 6 to 9  $\mu$  m average grain size is dispersed by 1 to 3% area ratio. The member is produced by reheating a primary casting material at 560 to 580°C in a vessel to form into a half-melted state, thereafter press-fitting it into a mold for diecasting or molten metal forging and molding into a secondary casting material.**

**COPYRIGHT: (C)2000,JPO**